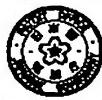


(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: 06088161 A

(43) Date of publication of application: 29.03.94

(51) Int. Cl.

C22C 38/00
C21D 8/02

(21) Application number: 04202738

(22) Date of filing: 29.07.92

(71) Applicant: NIPPON STEEL CORP

(72) Inventor: ISHIKAWA TADASHI
TAKEZAWA HIROSHI
NOMIYAMA YUJI
YOSHIKAWA HIROSHI

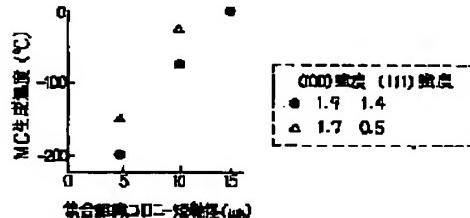
(54) STEEL SHEET EXCELLENT IN BRITTLE
FRACTURE PROPERTY AND FATIGUE
PROPERTY AND ITS PRODUCTION

properties are regulated to $\leq 600 \text{Kgf/mm}^{1.5}$ can be obt.d.
in economical stability with good productivity.

(57) Abstract:

PURPOSE: To economically produce a steel for structural purposes in which the aspect ratio (the ratio of length/breadth) of the colony of the aggregated structure having the same crystalline orientation in the structure of the surface layer part is specified and good in brittle fracture propagating properties with good productivity.

CONSTITUTION: A steel sheet excellent in brittle fracture properties and fatigue properties and in which, in the structure revealed by a temper color method over the range of $\leq 2\%$ of the sheet thickness respectively on the surface and rear layer parts, the colony of the aggregated structure having the same crystalline orientation constituted by the similar color tone has $\leq 5\mu\text{m}$ average minor axis diameter as well as the intensity of the (100) plane of the aggregated structure parallel to the rolling face has ≤ 1.5 intensity ratio, and this is the method for producing the steel sheet. The steel sheet having, as arrest performance, $\leq -70^\circ\text{C}$ NDT properties and the temp. of $\leq -70^\circ\text{C}$ at which Kca



(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-88161

(43)公開日 平成6年(1994)3月29日

(51)Int.Cl.⁵
C 22 C 38/00
C 21 D 8/02

識別記号 庁内整理番号
301 A
B 7412-4K

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数 5(全 9 頁)

(21)出願番号 特願平4-202738

(22)出願日 平成4年(1992)7月29日

(71)出願人 000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(72)発明者 石川 忠
大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内
(72)発明者 竹澤 博
大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内
(72)発明者 野見山 裕治
大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内
(74)代理人 弁理士 茶野木 立夫 (外1名)
最終頁に続く

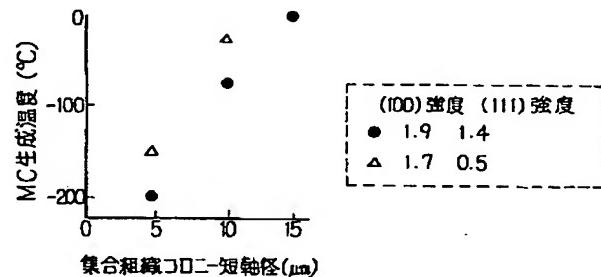
(54)【発明の名称】 脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板とその製造方法

(57)【要約】

【目的】 鋼板の表層部組織の同一結晶方位を有する集合組織のコロニーのアスペクト比(長径/短径の比)が4以上であることを特徴とする脆性破壊伝播特性の良好な構造用鋼板を生産性よく経済的に製造する。

【構成】 鋼板の表裏層部にそれぞれ板厚の2%以上の範囲にわたって、テンパーカラー法により現出させた組織において同様の色調で構成される同一結晶方位を有する集合組織コロニーが、 $5 \mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上の強度比を有することを特徴とする脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板及びその製造方法。

【効果】 アレスト性能として、NDT特性を-70℃以下、K_ca特性が $600 \text{kgf/mm}^{1.5}$ 以上となる温度を-70℃以下を有する鋼板が生産性よく経済的に安定して得られる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋼板の表裏層部にそれぞれ板厚の2%以上の範囲にわたって、テンパーカラー法により現出させた組織において同様の色調で構成される同一結晶方位を有する集合組織コロニーが、 $5 \mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上の強度比を有することを特徴とする脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板。

【請求項2】 圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上、(111)面強度が1.2以上の強度比をそれぞれ有することを特徴とする請求項1記載の脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板。

【請求項3】 A_{c_1} 点以上の温度の鋼片もしくは鋼板を、圧延中途中水冷時の板厚を t_0 とした時、表層から少なくとも板厚方向に $0.02 \times t_0$ (mm)以上の領域を $2^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷速で A_{r_1} 点以下まで急冷して、その後、当該表層部が A_{r_1} 点以上の温度から圧延を開始もしくは再開し、($A_{c_1} - 50$)℃から(A_{c_1})℃の範囲で圧延を終了し、その後 A_{c_1} 点以上に復熱せることなく、少なくとも A_{r_1} 点迄を当該表層部を $1^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷速で冷却し、表層部から少なくとも板厚の2%以上の範囲にわたって、テンパーカラー法により現出させた組織において同様の色調で構成される同一結晶方位を有する集合組織コロニーが、 $5 \mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上の強度比を有することを特徴とする脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項4】 ($A_{c_1} - 70$)℃から($A_{c_1} - 20$)℃の範囲で圧延を終了し、その後 A_{c_1} 点以上に復熱せることなく、少なくとも A_{r_1} 点迄を当該表層部を $1^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷速で冷却し、表層部から少なくとも板厚の2%以上の範囲にわたって、テンパーカラー法により現出させた組織において同様の色調で構成される同一結晶方位を有する集合組織コロニーが $5 \mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上、(111)面強度が1.3以上の強度比をそれぞれ有することを特徴とする請求項3記載の脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項5】 圧延終了後 A_{c_1} 点以上に復熱せることなく冷却速度が $5^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上で加速冷却して表層部から少なくとも板厚の2%以上の範囲にわたってテンパーカラー法により現出させた組織において同様の色調で構成される同一結晶方位を有する集合組織コロニーが、 $5 \mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上、(111)面強度が1.3以上の強度比をそれぞれ有することを特徴とする請求項3又は4記載の脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、構造物の安全性を確保するための鋼板の重要な性能の一つである脆性破壊伝播停止(アレスト)性能をN*i*元素等の高価な合金元素の添加に頼ることなく、飛躍的に向上させる鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】脆性破壊伝播停止(アレスト)性能向上させる手段として、特開昭59-47323号公報に記載されているような未再結晶域で十分に圧下する製造方法、あるいは、積極的に脆性破壊を生じ易い第二相粒子を分散させて脆性亀裂先端にマイクロクラックを多数発生せしめ亀裂先端の応力状態を緩和させ、かつマイクロクラックと主亀裂間の合体時に生じる延性破壊により亀裂停止を容易にさせる方法が提案されている。

【0003】しかし、それらの提案は、板厚中心部の組織を改質し、脆性亀裂伝播停止性能を向上させるものであり、板厚表層部の組織で主として決定される落重試験におけるNDT特性を必ずしも向上させるものではない。また、鋼板の板厚が増大すると上記のような板厚中心部の組織細粒化が達成できないことがあり、とくに板厚2.5mm以上の鋼板のアレスト性能向上技術の開発が望まれている。

【0004】一方、鋼板表層部に細粒組織を有する鋼板の製造方法が特開昭61-235534号公報に記載されており、表層部を $5 \mu\text{m}$ 以下の組織と規定しているが、鉄鋼協会：材料とプロセス、6(1990), p. 1796記載のように、 $3 \mu\text{m}$ 以下のフェライト粒でも -120°C 以下で容易に脆性破壊を生じてしまい、細粒組織を表層部に形成せしめるアレスト性能向上方法には限界がある。

【0005】また、特願平02-24509号明細書には、板厚の1/3までの表層部を冷却・復熱させ、表層部の組織改善により高アレスト化を達成する技術が開示されている。しかし、この方法では板厚の1/3にいたる広い範囲にわたり、冷却復熱を実現させなければならず、外部熱源なしには板厚中心部が加工フェライトが生成して韌性が劣化してしまう可能性が大きい。また、かような製造方法でアレスト性能が向上できるものの、アレスト性能向上に必要な組織が明確でなく、効率的にアレスト性能を向上するために必要な表層組織、およびその必要厚みが不明である。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、表層部の組織改質によりアレスト性能であるK*c*_a特性とNDT特性を向上させるために必要な所要組織と所要厚みを明確化し、製造コストを大きく上昇させる高価なN*i*元素等を添加することなく、アレスト性能の良好な鋼板およびその製造方法を提供することを課題とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明は、鋼板の表裏層部にそれぞれ板厚の2%以上の範囲にわたって、テンパー カラー法により現出させた組織において同様の色調で構成される同一結晶方位を有する集合組織コロニーが、 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上の強度比を有することを特徴とする脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板である。

【0008】更に本発明はA_{c1}点以上の温度の鋼片もしくは鋼板を、圧延中途中水冷時の板厚をt₀とした時、表層から少なくとも板厚方向に $0.02 \times t_0$ (mm)以上の領域を $2\text{ }^{\circ}\text{C/sec}$ 以上の冷速でA_{r1}点以下まで急冷して、その後、当該表層部がA_{r1}点以上の温度から圧延を開始もしくは再開し、(A_{c1}-50) $^{\circ}\text{C}$ から(A_{c1}) $^{\circ}\text{C}$ の範囲で圧延を終了し、その後A_{c1}点以上に復熱させることなく、少なくともA_{r1}点迄を当該表層部を $1\text{ }^{\circ}\text{C/sec}$ 以上の冷速で冷却し、表層部から少なくとも板厚の2%以上の範囲にわたって、テンパー カラー法により現出させた組織において同様の色調で構成される同一結晶方位を有する集合組織コロニーが、 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上の強度比を有することを特徴とする脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板の製造方法である。

【0009】本発明において、対象とする構造用鋼は、通常の構造用鋼が所要の材質を得るために、従来から当業分野での活用で確認されている作用・効果の関係を基に定めている添加元素の種類と量を同様に使用して同等の作用と効果が得られる。従ってこれ等の元素を含む鋼を本発明は対象鋼とするものである。

【0010】これ等の各成分元素とその添加理由と量は以下の通りである。Cは鋼の強度を向上する有効な成分として0.02%以上添加するものであるが、0.20%を超える過剰な含有量では、2相域圧延時の変形抵抗を増して圧延を困難にするばかりか、溶接部に島状マルテンサイトを析出し、鋼の韌性を著しく劣化させるので、0.02%~0.20%に規制する。

【0011】Siは溶鋼の脱酸元素として必要であり、強度増加元素として有用であるが、1.0%を超えると鋼の加工性が低下し、溶接部の韌性が劣化し、0.01%未満では脱酸効果が不十分なため、添加量を0.01~1.0%に規制する。

【0012】Mnは鋼材の強度を向上する成分として0.3%以上の添加が必要であるが、Mnの添加は変態温度を下げる所以、過剰の添加は2相域圧延温度を下げすぎ変形抵抗が上昇するので2.0%を上限とする。

【0013】A1およびNはA1窒化物による鋼の微細化の他、圧延過程での固溶、析出による鋼の結晶方位の整合および再結晶のために添加するが、添加量が少ない時は効果がなく、過剰の添加は鋼の韌性を劣化させるの

で、A1は0.001~0.20%に、Nは0.020%以下とする。

【0014】PおよびSは、母材の韌性確保のため、それぞれ0.01%以下、0.01%以下とする。以上が、本発明の対象とする鋼の基本成分であるが、母材強度の上昇或いは、継手韌性の向上の目的のため、要求される性質に応じて、Ni, Cr, Mo, Cu, W, P, Co, V, Nb, Ti, Zr, Ta, Hf, 希土類元素, Y, Ca, Mg, Te, Se, Bの1種類以上が使用できる。

【0015】尚、平均円相当粒径とは、該当する組織の個別の粒に注目して、その面積が等しくなるように想定した円の直径を求め、平均したものである。

【0016】

【作用】集合組織の発達した鋼板のセパレーションは板厚方向で割れを生じるために、亀裂や切り欠き先端の応力集中度の低下が期待でき、鋼材の脆性破壊に対して有利である。

【0017】このセパレーションは(100)面と(111)面の集合組織が発達している組織において、応力

20 負荷されると、それに応じた歪(変位)が結晶方位により異なるため、(100)集合組織と(111)集合組織の界面で、それが生じ、亀裂の芽が発生した結果形成されることが知られている。しかし、実際に脆性破壊の問題となる低温域での亀裂発生や脆性亀裂伝播においては、セパレーションが殆ど観察されない。

【0018】そこで発明者らは、この現象をさらに詳細に解明し、-165 $^{\circ}\text{C}$ 程度の低温や歪速度が大きい脆性破壊伝播において、亀裂先端の応力状態を緩和させうる30 板面に平行なマイクロクラックの生成方法を見いだしたのである。

【0019】図1に集合組織のコロニーサイズと板面に平行なマイクロクラックの生成温度との関係を(100)面、(111)面の集合組織強度比別に示す。(100)強度1.1、(111)強度0.9についてはマイクロクラックは発生しなかった。

【0020】又、集合組織のコロニー短径軸と-196 $^{\circ}\text{C}$ でのKc値(kgf/mm^{1.5})との関係を図2に示す。

【0021】これまでセパレーションの発生の有無は、40 集合組織の発達レベルで理解されてきたが、本発明であるマイクロクラックの活性温度域、歪速度域を広げるためには、集合組織のコロニーサイズ(短軸径)を限定する必要がある。

【0022】従って本発明では、集合組織コロニーが $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下の平均短軸径を有し、かつ圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上の強度比を有するものとする。

【0023】更に本発明では圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上、(111)面強度が1.2以上の強度比をそれぞれ有するとき、脆性破壊特

性と疲労特性は極めて向上する。

【0024】本発明の組織を実現するためには、圧延中に鋼板表面を 2°C/sec 以上の冷却速度で冷却し、 A_{r1} 点以下とすることで一旦フェライト（ペナイト）変態させてしまい、表層部急冷によっても殆ど温度の低下しない板厚中心部の顯熱を利用して、表層部のフェライト（ペナイト）組織を炭化物を粗大化させない程度に速い昇温速度で復熱させながら更に圧延を行う。

【0025】圧延終了後、空冷させた組織を観察したところ、フェライト粒に粗大化しているものがあった。そこで、圧延後フェライト変態が完全に終了する A_{r1} 点まで冷速を変えて実験を実施したところ、 1°C/sec 以上の冷却速度が当該表層部で確保できればフェライト粒の粗大化を抑制し、目的の所要組織を実現できることが確認された。

【0026】この組織は、(A_{c3} 点以下-70) $^{\circ}\text{C}$ から(A_{c3} -20) $^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で圧延を終了しているた

め集合組織を有しており、表層部に集合組織を有する $5\mu\text{m}$ 以下の短軸径を有する超細粒組織が形成された。しかも圧延面に平行な集合組織の(100)面強度が1.5以上、(111)面強度が1.3以上の強度比をそれぞれ有している。

【0027】圧延中の水冷条件等を変化させて、その表層改質組織の厚みを変化させた鋼板のKca性能を調査した結果、表層改質組織の厚み増大によってKca特性が向上し、鋼板に要求されるKca性能に応じて必要な表層改質組織の厚みが存在することが知見された。更に緻密な集合組織により板厚方向へ伝播する表面疲労亀裂の伝播を遅延させることができ、疲労特性も向上した。

【0028】

【実施例】実施例の供試鋼の成分を表1に、製造条件および得られた材質を表2に比較例と共に示す。

【0029】

【表1】

試験番号	C	S	Mn	P	S	A ₄	T ₁	Nb	B	N	Cu	Ni	Ar ₃	Ac ₃	C _{eq}	(wt%)
																(°C)
1	0.150	0.20	1.17	0.005	0.005	0.031	0.012	0.01	—	0.0020	—	—	—	718	840	0.35
2	0.120	0.30	1.31	0.006	0.008	0.036	0.015	0.02	—	0.0030	—	—	—	718	853	0.35
3	0.093	0.26	1.36	0.006	0.003	0.030	—	—	—	0.0034	—	—	—	721	860	0.33
4	0.070	0.27	1.37	0.007	0.001	0.028	0.015	0.01	0.0005	0.0030	—	3.3	608	818	0.39	
5	0.096	0.22	1.48	0.009	0.003	0.024	0.017	—	—	0.0035	—	—	—	708	857	0.35
6	0.050	0.12	1.46	0.007	0.003	0.041	0.017	—	0.0008	0.0030	0.5	0.5	693	862	0.34	
7	0.150	0.08	1.40	0.007	0.002	0.031	0.016	0.01	—	0.0033	—	0.9	661	821	0.41	

【表2】

【0030】

試験番号	鋼種	粗圧延			途中冷却			冷却後			昇温中圧延			仕上げ圧延後の条件		
		加熱温度	開始温度	終了温度	圧下量	冷却速度	A _r ₁	温度以下に冷却された領域	冷却開始板厚	冷却終了板厚	表面温度	昇温温度	圧延速度	冷却速度	停止温度	冷却停止温度
1	1	280	1150	1100	920	80	120	5.0	20	720	800	20	530	常温	常温	530
2	1	150	1050	1000	910	30	105	4.0	13	720	800	2	530	常温	常温	530
3	1	250	1050	990	920	30	175	4.0	35	720	800	25	530	常温	常温	530
4	2	220	1150	1100	930	60	88	4.0	12	720	820	30	530	常温	常温	530
5	2	150	1150	1100	950	30	105	4.0	16	720	830	2	530	常温	常温	530
6	2	280	1050	990	920	30	196	5.0	41	730	835	2	530	常温	常温	530
7	2	280	1150	1100	950	60	112	5.0	23	730	830	30	530	常温	常温	530
8	3	120	1150	1100	910	30	84	6.0	4	720	850	2	560	常温	常温	560
9	4	280	1150	1100	960	60	112	6.0	15	620	800	10	560	常温	常温	560
10	5	280	1150	1100	850	80	110	4.0	18	730	830	2	530	常温	常温	530
11	6	150	1150	1100	945	20	120	7.0	13	700	800	20	530	常温	常温	530
12	7	250	1150	1100	920	20	200	9.0	31	690	820	2	530	常温	常温	530
13	1	280	1150	1100	950	60	112	2.0	13	720	800	0.5	530	常温	常温	530
14	1	150	1050	1000	930	50	75	1.0	0	840	740	1	560	常温	常温	560
15	1	250	1050	990	920	60	100	2.0	12	770	890	10	530	常温	常温	530
16	2	220	1150	1100	950	60	88	4.0	11	730	830	0.7	530	常温	常温	530
17	2	150	1150	1100	980	30	105	空冷	0	880	800	20	560	常温	常温	560
18	2	280	1050	990	820	30	196	空冷	1	830	760	0.4	530	常温	常温	530
19	2	280	1150	1100	850	60	112	空冷	0	830	790	0.8	530	常温	常温	530
20	3	120	1150	1100	950	50	60	空冷	0	890	800	25	560	常温	常温	560
21	4	280	1150	1100	920	60	112	0.4	2	700	690	0.8	530	常温	常温	530
22	5	280	1150	1100	930	80	56	0.3	0	710	680	0.8	530	常温	常温	530
23	6	150	1150	1100	870	70	45	空冷	0	800	720	0.5	530	常温	常温	530
24	7	150	1150	1100	890	60	60	2.1	18	500	510	0.5	530	常温	常温	530

【0031】

【表3】

試験番号	鋼種	製品厚(mm)	表層組織の状態			鋼板の機械的性質		
			集合組織コロ 厚み (mm)	二短軸径 (mm)	(100)面強度比	(111)面強度比	全厚Y P T S (kg/mm ²)	伸びのv Trs (%)
1	1	25	4.1	2.2	1.9	1.3	36	48
2	1	25	3.2	4.2	2.3	1.5	32	32
3	1	25	5	2.8	2.5	1.3	40	24
4	2	16	2.1	3.2	1.8	1.2	32	-119
5	2	20	3	3.0	2.1	0.7	44	-128
6	2	40	8.3	4.6	1.6	0.3	55	-116
7	2	25	5.2	4.4	1.9	1.5	48	-119
8	3	25	1.2	3.1	2.0	0.3	42	-142
9	4	16	2.1	3.2	1.9	1.5	54	30
10	5	20	3.3	4.2	1.7	1.4	64	-129
11	6	20	2.1	3.8	1.6	1.3	52	-109
12	7	20	3.1	2.9	1.9	0.7	49	-116
13	1	25	2.8	8.1	1.6	1.3	40	-116
14	1	25	3.1	21.0	5.2	0.2	46	-121
15	1	25	3	7.2	1.1	1.0	43	-115
16	2	16	2	8.5	1.8	0.4	44	-120
17	2	20	0.2	18.0	5.1	1.9	43	-86
18	2	40	0.3	21.0	7.2	0.2	45	-83
19	2	25	4.1	16.2	2.5	1.2	47	-83
20	3	25	0.2	22.0	7.0	0.3	46	-83
21	4	16	0.3	16.0	1.9	1.3	42	-83
22	5	20	0.1	30.1	5.2	0.3	45	-84
23	6	20	0.2	24.0	4.6	0.6	42	-84
24	7	20	0.1	21.0	7.1	0.7	48	-85

表2-2

表層組織の状態

集合組織コロ
厚み (mm)

二短軸径 (mm)

(100)面強度比

(111)面強度比

全厚Y P T S (kg/mm²)

伸びのv Trs (%)

(7)

区分	試験番号	鋼種	脆性亜裂伝播停止性能 NDT 温度 (°C)	示す温度 (°C)	$\Delta K = 500 \text{kgf/mm}^2$ 曲げ剛性 $(\times 10^4 \text{kgf/mm}^2)$	での板厚方向 への伝播速度 ($\times 10^{-6} \text{mm/回}$)	2×10^6 回疲労強度 (kgf/mm ²)	継手部の疲労試験	
								13	14
本発明例	1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12	1 1 1 2 2 2 2 3 4 5 6 7	-110 -120 -143 -95 -80 -90 -98 -75 -95 -85 -110 -85	-113 -97 -111 -93 -79 -82 -103 -73 -93 -88 -91 -83	2.38 2.39 2.41 2.33 2.35 2.22 2.30 2.31 2.32 2.27 2.29 2.38	12 8 10 13 20 18 13 21 17 15 16 22	14.7 15.1 13.8 13.9 12.9 15.2 16.1 12.3 13.4 14.1 12.4 13.4		
比較例	13 14 15 16 17 18 19 20 21 22 23 24	1 1 1 2 2 2 2 3 2 3 4 5 6 7	-62 -50 -50 -53 -55 -15 -50 -55 -10 -20 -50 -5	-64 -60 -58 -46 -54 -13 -58 -50 -30 -20 -43 -10	2.25 2.43 2.10 2.15 2.38 2.42 2.36 2.38 2.26 2.41 2.39 2.43	42 61 31 42 62 50 61 63 65 67 61 52	7.2 8.1 7.3 8.4 9.1 9.3 8.3 8.6 7.3 8.2 9.1 9.2		

【0033】本発明例の試験番号1～12および比較例の試験番号13～16, 21, 22, 24は、粗圧延後に冷却を適用したものであるが、比較例の試験番号1, 21, 22は冷却速度が遅かったため、鋼板全体の温度が低下し、冷却後の圧延が昇温加工とはならなかつた。また、比較例の試験番号24は、冷却後経過時間が長すぎて冷却後の圧延の所要条件を満たすことができなかつた。そのため、比較例である試験番号14, 21, 22, 24の表層部の組織は細粒化しなかつた。これらの比較例の材質は、板厚全体が2相域圧延となつてしま

い、母材靱性であるVTRsも劣化し、NDT特性、アレスト特性ともに劣化した。また、比較例13, 16は所定の冷却・圧延を実施しているものの、圧延終了後空冷したため、集合組織コロニー短軸径が5μm以下にならず、比較例15は圧延後の復熱過程でAc₁以上に復熱したので部分的に粒成長を生じ、所定の組織が得られなかつた。また比較例17～20, 23は圧延中所定の冷却をしなかつたものである。

【0034】したがつて、これらの比較例である試験番号13～20, 23はアレスト性能としてKca=60

15

$0 \text{ kgf/mm}^{1.5}$ を示す温度、NDT特性共に -70°C には達しなかった。

【0035】これに対し、本発明例の試験番号1~12の材質は、表2に示す通り、所要の製造条件を満足し、目標の強度・韌性を満足すると共に、本発明の狙いであるNDT温度が -70°C 以下を示し、アレスト性能であるKca = $600 \text{ kgf/mm}^{1.5}$ を示す温度も十分な特性であった。

【0036】

【発明の効果】本発明は、粗圧延後、表層部のみ冷却してAr₁点以下とした後板厚内部の顯熱により復熱しながら圧延を実施すれば、NDT特性を劣化させる表層部*

*の脆化組織を生成させることなく、板厚中心部に十分な未再結晶域圧延を実施したため、アレスト性能であるNDT特性とKca特性を両立することを可能とするもので、当業分野はもちろん、関連分野にもたらす効果が大きい。

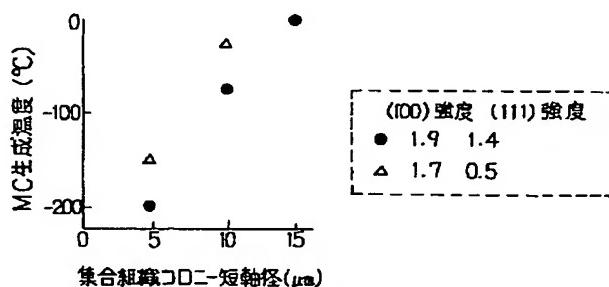
【図面の簡単な説明】

【図1】集合組織コロニー短軸径とMC生成温度との関係を示す図表である。

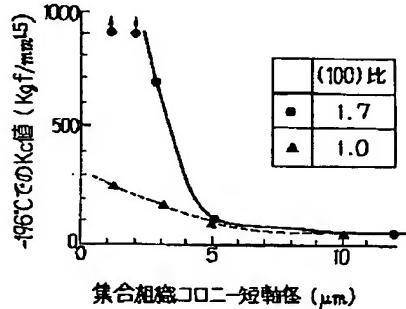
【図2】集合組織コロニー短軸径と -196°C における脆性破壊発生韌性であるKc値との関係を示す図表である。

10

【図1】



【図2】



【手続補正書】

【提出日】平成4年8月28日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0019

【補正方法】変更

【補正内容】

【0019】図1に集合組織のコロニーサイズと板面に平行なマイクロクラックの生成温度との関係を(10)※

※0) 面、(111)面の集合組織強度比別に示す。疲労予亜裂を導入したCTOD試験を実施し、破面を走査型電子顕微鏡で拡大して観察した際、破面上に微小なサブ・クラックが観察される。これをマイクロクラック(MC)と定義し、そのMCが観察される下限温度をMC生成温度として示した。(100)強度1.1、(111)強度0.9についてはマイクロクラックは発生しなかった。

フロントページの続き

(72)発明者 吉川 宏

大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式会社大分製鐵所内